

# Monel 合金高速塑性剪切变形与动态再结晶<sup>\*</sup>

李 强<sup>1)</sup> 徐永波<sup>1,2)</sup> 赖祖涵<sup>3)</sup> 沈乐天<sup>2)</sup> 白以龙<sup>2)</sup>

1) 中国科学院金属研究所材料疲劳与断裂国家重点实验室, 沈阳 110015

2) 中国科学院力学研究所非线性连续介质力学开放实验室, 北京 100080

3) 中国科学院国际材料物理中心, 沈阳 110015

**摘 要** 采用 Hopkinson 杆加载技术和帽状试样, 研究 Monel 合金在  $\dot{\epsilon}_s = 4.3 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$  的高应变速率条件下的应力 - 应变关系及塑性变形行为. 实验及计算结果表明, 塑性区(简称剪切带)内温度随剪切应变增加呈线性升高. 透射电镜证实剪切带组织发生了动态再结晶, 再结晶晶粒约为 170 nm. 分析了剪切带中组织结构的演变过程, 讨论了动态再结晶的机制.

**关键词** 高速塑性变形, 剪切带, 动态再结晶

**中图法分类号** TG142.12, TG111.7, TG146.1 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(1999)01-0049-52

## HIGH VELOCITY PLASTIC DEFORMATION AND DYNAMIC RECRYSTALLIZATION OF MONEL ALLOY

LI Qiang<sup>1)</sup>, XU Yongbo<sup>1,2)</sup>, LAI Zuhuan<sup>3)</sup>, SHEN Letian<sup>2)</sup>, BAI Yilong<sup>2)</sup>

1) State Key Laboratory for Fatigue and Fracture of Materials, Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110015

2) Laboratory for Non-Linear Mechanics of Continuous Media, Institute of Mechanics, The Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080

3) International Centre for Materials Physics, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110015

*Correspondent: LI Qiang, post - doctor, Tel: (024) 23843531 - 55659, Fax: (024) 23891320, E-mail: qli@imr.ac.cn*

Manuscript received 1998 - 01 - 19, in revised form 1998 - 04 - 13

**ABSTRACT** The plastic deformation behavior and stress - strain response characteristics of Monel alloy at high strain rate ( $\dot{\epsilon}_s = 4.3 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$ ) are studied using Hopkinson bar and hat - shaped specimen. The temperature arising from the adiabatic heating within the shear band is calculated and increases almost linearly with plastic shear strain. The small recrystallized grains (170 nm in diameter) within the centre of the shear band and the elongated cell structures in the transition zone between the center of the shear band and matrix are observed by TEM. It is suggested that the microstructure evolution during plastic deformation are as follows: first, large amount of dislocations are produced and inhomogeneously distributed in the band; second, elongated/equiaxed cells are formed, then small nuclei are appeared and their growth rate is controlled by the strain rate; finally cracking occurs along the shear band.

**KEY WORDS** high velocity plastic deformation, shear band, dynamic recrystallization

材料高应变速率变形行为和对应的组织结构演变的研究近些年十分活跃<sup>[1-9]</sup>. 许多材料在动态加载条件下出现严重塑性变形局部化现象. 一般将这种变形局部化区域称为剪切带. 材料科学工作者对不同材料、不同加载方式形成的剪切带组织进行了广泛的研究<sup>[6,7]</sup>. 最近 Andrade<sup>[5]</sup>, Hines<sup>[8]</sup>和本文作者<sup>[9]</sup>分别在 Cu 及其合金和高强钢的剪切

带中现了动态再结晶组织. 然而, 关于快速塑性剪切变形可以促使动态再结晶的机制还不清楚. Hines 和 Vecchio<sup>[8]</sup>认为, 现有的晶界迁移和亚晶旋转合并机制不适用于快速塑性变形诱导的动态再结晶, 并指出需要进一步探讨新的动态再结晶机制.

本文采用 Hopkinson 加载技术和 Meyers 等人<sup>[4]</sup>发展的帽状试样, 对 Monel 合金进行高速加载, 确定其在高应变速率条件下的力学特性, 利用透射电镜分析了剪切带的组织特征. 根据在剪切带中心及其周围观察到的组织结构信息, 研究剪切带的组织演变过程及快速塑性变形诱导动态再结晶的微观机制.

<sup>\*</sup>国家自然科学基金 19891180 - 2 和辽宁省博士启动基金 19980441 资助项目

收到初稿日期: 1998 - 01 - 19, 收到修改稿日期: 1998 - 04 - 13

作者简介: 李 强, 男, 1961 年生, 副教授, 博士后

## 1 实验方法

实验材料为 Monel 合金, 其化学成分(质量分数, %) 为: Ni 65.1, Cu 29.5, Al 3.00, Ti 0.48, Fe 0.9, Mn 0.67, C 0.15, Si 0.20. 其常规力学性能为:  $\sigma_{0.2} = 800$  MPa,  $\sigma_b = 1000$  MPa,  $\delta = 20\%$ ,  $\delta_5 = 40\%$ . Hopkinson 加载杆和帽状试样参见文献[5]. 根据文献[5]中的式(5), (9)和一维弹性波理论可得作用于剪切带的剪切应力  $\sigma_s(t)$  及剪切应变  $\epsilon_s(t)$  分别为

$$\sigma_s(t) = \frac{E_0 d_i^2}{L(d_i + d_e)} e_t(t) \quad (1)$$

$$\epsilon_s(t) = \frac{t}{0} \frac{2c_0}{w} [e_i(t) - e_t(t)] dt \quad (2)$$

式中,  $d_i$  和  $d_e$  为帽状试样的内外直径.  $E_0$  和  $c_0$  为 Hopkinson 杆的弹性模量和纵波波速,  $e_i(t)$  和  $e_t(t)$  分别为入射杆和透射杆上的弹性应变.  $L$  和  $w$  分别为剪切带的长度和宽度. 将冲击后的帽状试样沿轴线切开, 按标准程序制备金相试样, 采用扫描电镜观察剪切带的显微组织.

利用线切割机平行帽状试样轴切取厚 0.35 mm 的薄片, 机械研磨后在显微镜下确认剪切带的位置, 再利用 Gatan 挖坑机在剪切带上挖坑, 而后采用 8% 高氯酸酒精溶液电解双喷方法制备电镜薄膜, 在 JEM 2000FX II 型透射电子显微镜下分析剪切带及其周围的组织结构.

## 2 实验结果及讨论

### 2.1 高应变速率下的力学响应

图 1 给出入射杆和透射杆上记录的应力波应变  $e_i(t)$  和  $e_t(t)$ . 从图 1 可知, 0—10  $\mu$ s 之间为加载和测试系统的时间响应阶段. 在这段时间里加载系统达到了最大载荷, 试样完成弹性变形. 根据 Hines 和 Vecchio<sup>[8]</sup> 报道, 应变速率第一个波动时刻就是剪切带形成开始时刻. 图 2 显示扫描电镜观察到的剪切带形貌, 利用显微镜可以测量其宽度

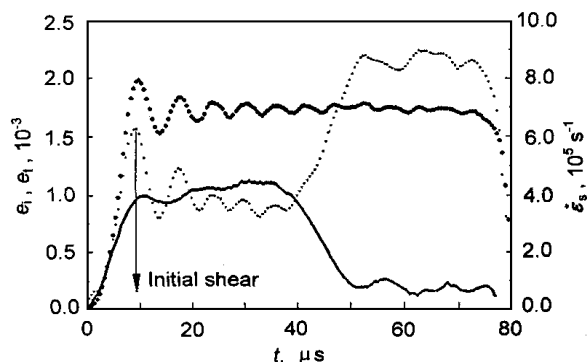


图 1 入射波和透射波应变和应变速率的时间响应曲线

Fig. 1 Incident and transmitted strain pulses and plot of the shear strain rate vs time

$e_i$  —  $e_t$  ...  $\dot{\epsilon}_s$

(w). 由式(1, 2)获得剪切带的流变应力( $\sigma_s$ )与应变( $\epsilon_s$ )的对应关系见图 3.  $\sigma_s - \epsilon_s$  曲线明显分为两段, 在 S—F 段  $\sigma_s$  随  $\epsilon_s$  缓慢增加, 在 F—D 段  $\sigma_s$  快速降低.

图 3 的  $\sigma_s - \epsilon_s$  曲线中 S—F 段比较短且平稳, 这说明在平均剪切应变率  $\dot{\epsilon}_s = 4.3 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$  条件下, Monel 合金的硬化能力较弱. Campbell<sup>[10]</sup> 研究了 Frank - Read 源在动载荷下的开动, 指出当应变达到 0.002, Frank - Read 源在  $9 \times 10^{-10} \text{ s}$  内便可开动. 有研究者已观察到在冲击波作用下位错增殖速率为  $10^{21} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ <sup>[11]</sup>. 位错密度增加有两方面作用, 一方面自由的位错增多使材料软化<sup>[12]</sup>, 另一方面位错增多产生强化. 然而, 位错增加造成应变能密度 ( $U$ ) 增加<sup>[8]</sup>

$$U = Gb^2 \rho \quad (3)$$

式中,  $\rho$  是位错密度,  $G$  是剪切模量,  $b$  是 Burgers 矢量大小,  $\rho$  是约等于 1 的常数.

一般认为塑性变形功的 10% 储存在系统内, 90% 功消耗使系统温度升高 ( $\Delta T$ )<sup>[6]</sup>.



图 2 Monel 合金帽状试样剪切带扫描电镜形貌

Fig. 2 SEM micrograph of shear band in Monel alloy deformed at high strain rate

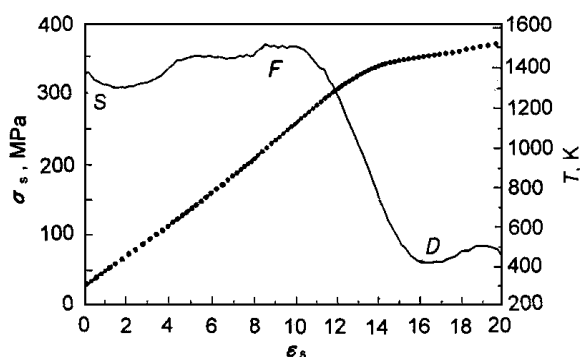


图 3 Monel 合金高速变形剪切带流变应力和温度升高与应变关系曲线

Fig. 3 Variations of shear stress and temperature rise within the band with shear strain for Monel alloy

—  $\sigma_s$  ...  $T$

$$T = (0.9 \times 10^{-1} C^{-1}) \int_0^T s d s \quad (4)$$

式中,  $\rho_0 (=8.8 \text{ g cm}^{-3})$  和  $C (=41.8 \text{ J g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$  分别为试样的质量密度和比热容. 由式 (4) 可知, 随着应变的不断增大, 剪切带的温度不断升高.  $s - s$  曲线对应剪切带温度升高如图 3 所示. 显然, 塑性变形过程中温度升高会给材料带来热软化, 这是剪切带能够形成的重要条件. 因为绝热变形, 剪切带有相当大的温度升高, 这使剪切带产生动态再结晶成为可能.

图 4 是透射电镜中观察到的剪切带内的再结晶组织. 再结晶过程中大量异号位错相遇而湮灭和一些位错参与新晶界的形成造成位错总密度降低 (见图 4b), 新生无畸变晶粒形成也会使材料变软. 因此,  $s - s$  曲线中的  $S - F$  段总体比较平缓是上述诸因素综合作用的结果.

$s - s$  曲线上 F 点之后剪切带发生剪切开裂, 试样承载能力大大降低,  $s$  随  $s$  急剧下降.

## 2.2 动态再结晶机制

图 4a 为剪切带中心细小再结晶组织形貌, 晶粒平均直径约为 170 nm; 图 4b 显示再结晶晶界附近和晶内位错分布. 图 4c 为剪切带中心选区衍射谱, 所选光阑使试样上参加衍射区域直径为 20  $\mu\text{m}$ , 衍射谱类似多晶衍射环. 由环的间距比确定其为面心立方结构与基体结构一致.

图 5a 显示剪切带与基体接触的过渡区具有长条胞状结构特征, 长条界为畸变的微滑移迹线. 条界间存在大量的位错缠结, 长条结构对应的衍射斑点明显拉长. 由于剪切带在几十到几百微秒内形成, 所以直接观察剪切带内组织演变过程是不可能的. 然而, 由基体的无应变区到剪切带中心最大应变区存在着一个过渡区, 因此有理由认为, 过

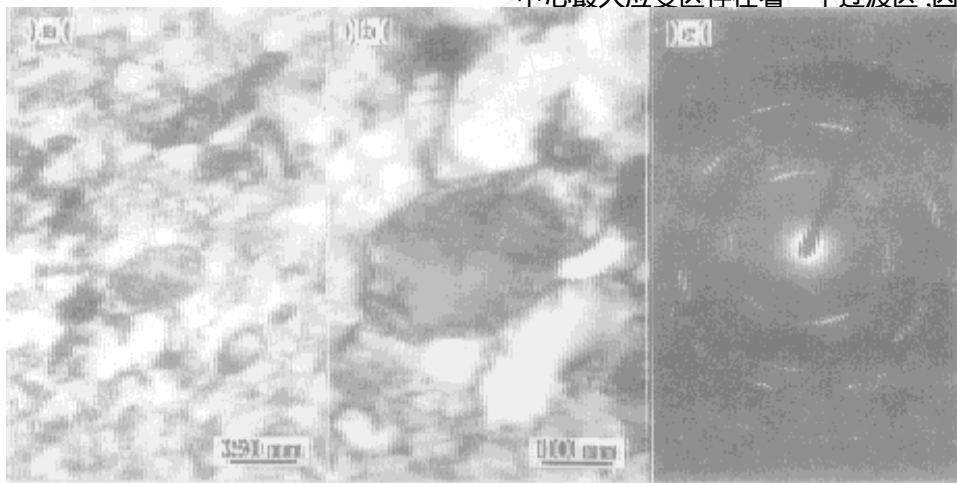


图 4 剪切带中心微观组织特征

Fig. 4 Microstructural characteristics in the center of shear band in Monel alloy

(a) small recrystallized grains (b) dislocation distribution near a new grain boundary  
(c) diffraction pattern from the shear band centre

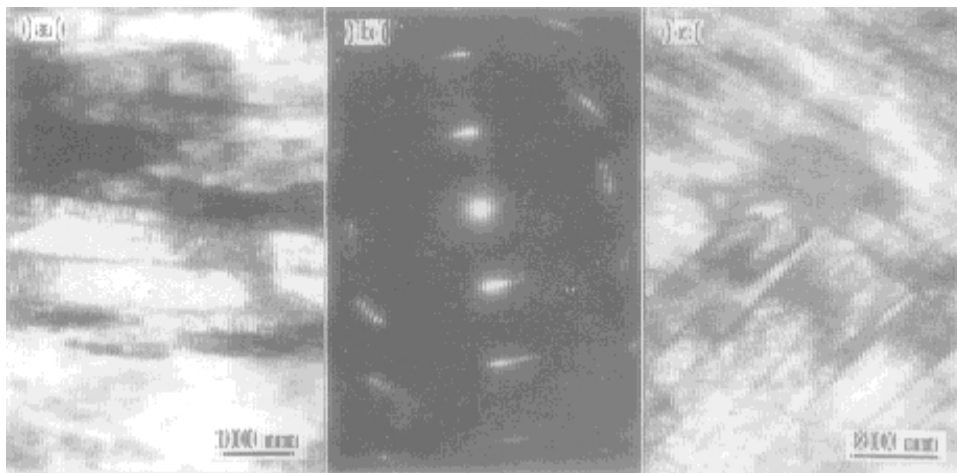


图 5 剪切带中心与基体间过渡区组织

Fig. 5 Microstructures in the transition zone between the centre of shear band and matrix

(a) elongated cell structures (b) diffraction pattern from the cell structures  
(c) slip traces in the matrix near the shear band

渡区不同地点的组织特征能够反映剪切带中心组织演变过程. 根据图 5a 显示的过渡区长条胞结构组织特征和图 5c 剪切带附近基体晶粒中滑移痕迹特征可以推断, 剪切带开始形成时, 首先产生大量位错, 过渡区长条胞结构边界是位错密集的地方(图 5a), 但胞内位错密度不均匀, 总体低于边界密度, 造成很大的应变梯度. 图 5b 显示过渡区衍射斑点拉长, 证明了应变梯度的存在. 这正是 Cahn<sup>[13]</sup>所提出亚晶形核机制的条件. 剪切带的温度升高有助于胞结构变成亚晶, 亚晶无需作长程迁移就可以接纳许多位错加入亚晶, 使之变为可以长大的再结晶晶核. 再结晶晶核长大的条件为

$$U \cdot R_c \geq 2 \quad (5)$$

式中,  $\sigma$  是晶界界面能密度. 直径为  $2R_c$  的再结晶晶核形成后迅速长大, Dunne 等<sup>[14]</sup>的研究表明, 再结晶晶粒长大速率  $\dot{d}$  与应变速率  $\dot{\epsilon}_s$  成正比

$$\dot{d} \propto \dot{\epsilon}_s \quad (6)$$

式(6)表明, 变形过程中应变速率越高, 晶粒长大越快. 图 4 所示剪切带内再结晶晶粒大小是高温、大应变及高应变速率共同作用的结果. 关于高速塑性变形诱导动态再结晶动力学问题将在另文讨论.

### 3 结论

Monel 合金在  $\dot{\epsilon}_s = 4.3 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$  的高应变速率加载条件下, 应力-应变响应曲线分为两段, 第一段位错密度急剧增加、剪切带内发生动态再结晶(包括形核与长大); 第二段剪切带发生剪切开裂. 利用透射电镜观察到剪切带中心为

直径 170 nm 的再结晶组织. 计算表明剪切带温度随着应变的增加线性升高. 在剪切带中心与基体过渡区观察到的组织结构表明, 高速塑性变形使组织经过了位错增殖、位错不均匀分布、胞结构拉长和再结晶晶核形成与长大直至开裂的演变过程. 应变速率在再结晶晶粒长大过程中起了重要作用.

### 参考文献

- [1] Harding J. In: Blazynski T Z ed., *Materials at High Strain Rates*, New York: Elsevier Applied Science, 1987: 133
- [2] Murr L E. In: Blazynski T Z ed., *Materials at High Strain Rates*, New York: Elsevier Applied Science, 1987: 1
- [3] Subhash G, Ravichandran G, Pletka B J. *Metall Mater Transm*, 1997; 28A: 1479
- [4] Meyers M A, Chen Y J, Marquis F D S, Kim D S. *Metall Mater Transm*, 1995; 26A: 2493
- [5] Andrade U, Meyers M A, Vecchio K S, Chokshi A H. *Acta Metall Materm*, 1994; 42: 3183
- [6] Bi Y L. *Res Mechrm*, 1990; 31: 133
- [7] Xu Y B, Bai Y L, Xue Q, Shen L T. *Acta Metall Materm*, 1996; 44: 1917
- [8] Hines J A, Vecchio K S. *Acta Materm*, 1997; 45: 635
- [9] Li Q, Ma C X, Lai Z H, Yin L X, Liu H, Wang Y J. *Chin J Mater Resrm*, 1997; 11: 42  
(李强, 马常祥, 赖祖涵, 尹立新, 刘浩, 王幼筠. 材料研究学报, 1997; 11: 42)
- [10] Campbell J D, Simmons J A, Dorn J E. *J Appl Mechrm*, 1961; 28: 447
- [11] Coffey C S. *J Appl Physrm*, 1989; 66: 1654
- [12] Li Q, Ma C X, Lai Z H. *Acta Metall Sin*, 1995; 31: B505  
(李强, 马常祥, 赖祖涵. 金属学报, 1995; 31: B505)
- [13] Cahn R W. In: Haessner F ed., *Recrystallization of Metallic Materials*, Stuttgart: Riederer, 1971: 43
- [14] Dunne F P E, Nanneh M M, Zhu M. *Philos Mag*, 1997; 75A: 587